

ІНЖЕНЕРНА ВЕРСІЯ ЛОКАЛЬНОГО ПІДХОДУ ДО РУЙНУВАННЯ ТА ЇЇ ВИКОРИСТАННЯ ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ГРАНИЧНО ДОПУСТИМОГО ФЛЮЕНСА НА КОРПУС РЕАКТОРА

С.О. Котречко¹, Г.П. Зіміна¹, О.В. Зацарна¹, К.Ф. Сорока¹, В.М. Ревка²

¹Україна, Київ, Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України

²Україна, Київ, Інститут ядерних досліджень НАН України

Abstract. Theoretical basis of the simplified (engineering) version of Local Approach (LA) to fracture is summarized, and the possibility of using this version to predict the lifetime of RPV steels is demonstrated. It is shown that in addition to the radiation hardening, the radiation-induced reduction in the level of brittle strength, R_{mc} , has a significant effect on the radiation service life of reactor pressure vessel steel.

Вступ. Локальний підхід до руйнування (ЛП) [1, 2], який виник понад 30 років тому, став якісно новим етапом в розвитку механіки руйнування, як в теоретичному, так і прикладному плані. Так, зокрема, він заклав теоретичні і методичні основи розв'язання проблеми переносу (transferability problem) результатів випробування дрібномасштабних зразків на великогабаритні елементи конструкцій [3, 4]. Проте, результати, які були отримані в останні десятиріччя виявили значні обмеження загальноприйнятих версій ЛП, як в теоретичному, так і в прикладному плані. Це пояснюється, насамперед, невиправдано спрощеним описом процесу руйнування в BEREMIN версії ЛП та його подальших модифікаціях. В цих версіях ЛП не враховується залежність густини зародкових тріщин від температури та величини локальної пластичної деформації. Це основна причина існуючих обмежень ЛП. В роботі [5] була здійснена спроба вирішити цю проблему в рамках феноменологічного підходу. Більш послідовна і фізично обґрунтована версія ЛП була розроблена в [6 – 8]. Вона дозволила отримати явну залежність густини зародкових тріщин від температури та величини пластичної деформації [8], а також пояснити причини варіації параметрів розподілу Вейбулла [7], проте ця версія ЛП виявилась занадто складною для інженерних розрахунків. У зв'язку з цим в даній роботі запропоновано спрощений варіант ЛП, адаптований для прогнозування величини граничного опромінення на корпус реактора. Він дозволяє врахувати ключові особливості мікромеханізму ініціації сколу у вершині тріщини/надрізу, однак, не потребує складних розрахунків методом скінчених елементів.

Теорія. Основним завданням ЛП є встановлення зв'язку між величиною напруження ініціювання сколу в межах локальної зони (“process zone”) в вершині тріщини/надрізу і величиною прикладеного навантаження K_I (K_I - коефіцієнт інтенсивності напружень в околі вістря тріщини). В загально прийнятих BEREMIN версіях ЛП напруження Вейбула σ_w використовується в якості міри локального напруження. При віднаходженні величини σ_w використовується метод скінчених елементів. В той же час, точність обчислення σ_w суттєво залежить від розміру скінчених елементів в вершині тріщини і встановленої величини початкового розкриття тріщини. Це значно ускладнює процедуру розрахунків і обмежує їх точність.

В запропонованій інженерній версії ЛП ця проблема вирішується шляхом введення «ефективного» об'єму V_f . Сутність V_f полягає в тому, що розподіл напружень та деформацій всередині цього об'єму вважається рівномірним, однак, величина ймовірності ініціації сколу при заданому значенні K_I дорівнює його реальному значенню (K_I – в'язкість руйнування). Слід зазначити, що введення

«ефективного» розміру є типовою методикою для опису пластичної деформації та руйнування у високонеоднорідних полях напружень і деформацій.

В цьому випадку вираз для ймовірності руйнування в термінах розподілу Вейбулла можна описати наступним чином:

$$P_f = 1 - \exp \left\{ -\rho V_f \left[(\sigma_f - \sigma_{th}) / \sigma_u \right]^m \right\} \quad (1),$$

де ρ – інтенсивність утворення зародкових тріщин в одиниці об'єму; σ_f – локальне напруження руйнування; σ_{th} – порогове напруження; m і σ_u – параметри форми і масштабу в наближенні Вейбулла (в загальноприйнятих версіях ЛП замість ρ використовується значення «еталонного об'єму» V_0 ($V_0 = 1/\rho$)).

Відповідно, вираз для локального напруження σ_f сколу в ефективному об'ємі:

$$\sigma_f = \sigma_{th} + \sigma_u \left\{ \ln \left[1 / (1 - P_f) \right] / \rho V_f \right\}^{1/m} \quad (2).$$

Залежність (2) дозволяє в явному вигляді виділити дві основні складові, які визначають рівень локального напруження сколу σ_f . Перша – це порогове напруження сколу σ_{th} . Його значення задається максимальним розміром частинок зерна/карбіду і залежить від параметрів та типу кристалографічної текстури. Друга складова показує наскільки зростає величина σ_f в результаті локалізації ініціації сколу в межах локальної області (“process zone”) в околі вершини тріщини. Фактично, це є результат локального масштабного ефекту. Основним фізичним чинником, який регулює цей ефект, є густина зародкових тріщин ρ [8,9]. Величина залежить від структурного стану металу та розподілу напружень і деформацій в околі вершини тріщини. Останнє, в першому наближенні визначається співвідношенням J_I / σ_Y (де J_I – це J -інтеграл, σ_Y – границя текучості). В роботі за результатами комп'ютерного моделювання було отримано апроксимаційну залежність для ρ при фіксованому значенні J_I / σ_Y . Для інтервалу температур $(-140^\circ\text{C} \dots +100^\circ\text{C})$ вона має вигляд:

$$\rho \cdot V_f \approx \alpha \exp(-\beta T) \quad (4),$$

де α і β – коефіцієнти. Підставляючи в залежність (2) вираз (4), та враховуючи, що для реакторних сталей $m \approx 2$ [10], після перетворення отримаємо:

$$\sigma_f - \sigma_{th} \approx \left[\lambda \cdot \ln \left(\frac{1}{1 - P} \right) \cdot \exp(\beta T) \right]^{1/m} \quad (5),$$

де $\lambda = \sigma_u^m / \alpha$. Коефіцієнт λ залежить від флюєнсу нейтронів, та може бути визначений за допомогою калібрувальної процедури при фіксованих значеннях P та J_I / σ_Y . Ідея цієї калібрувальної процедури продемонстрована на рис 1. Вона полягає у визначенні значень критичної температури T_c , при якій відбувається руйнування зразка з тріщиною при фіксованому значенні J_{IC} / σ_Y . Ця умова виконується в точках перетину температурних залежностей в'язкості руйнування K_{IC} з кривою $K_{IL} = f(T)$, яка побудована для постійної величини J_{IC} / σ_Y :

$$K_{IL} = \sqrt{\frac{E \cdot \sigma_Y}{1 - \nu^2} \times \left(\frac{J_I}{\sigma_Y} \right)} \quad (6),$$

де E – модуль Юнга, ν – коефіцієнт Пуассона.

В першому наближенні, зв'язок між величиною границі текучості при критичній температурі $\sigma_Y(T_c)$ і відповідною величиною σ_f описується наступним рівнянням:

$$\sigma_f \approx j \sigma_Y(T_c) \quad (7),$$

де j – параметр перенапруження, визначається як $\sigma_{11} / \bar{\sigma}$ (де $\bar{\sigma}$ еквівалентне напруження).

Значення порогового напруження σ_{th} з точністю до коефіцієнтів $0.8 \div 0.9$ дорівнює R_{MC} [9]. Це напруження не залежить від опромінення Φ при $\Phi \leq 100 \times 10^{22} \text{ m}^{-2}$ [11]. Методика

експериментального визначення R_{MC} наведена в [12]. Знання σ_f та σ_{th} дозволяє віднайти величину параметра λ :

$$\lambda = \frac{(\sigma_f - \sigma_{th})^2}{\ln\left(\frac{1}{1-P}\right) \times \exp(\beta T)} \quad (8).$$

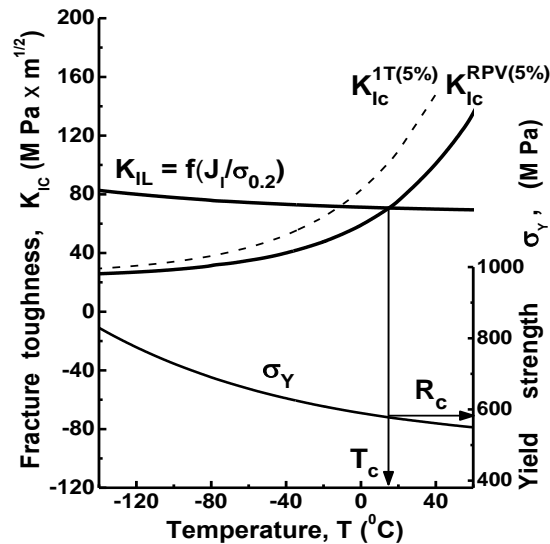


Рис. 1. Температурні залежності в'язкості руйнування $K_{IC}^{1T(5\%)}$ зразка СТ-1Т при ймовірностях 5%; $K_{IC}^{RPV(5\%)}$ - в'язкість руйнування для тріщини довжиною 150 мм при ймовірності руйнування 5%; σ_Y —границя текучості; K_{IL} - навантаження, що відповідає постійному значенню J_I/σ_Y ($J_I/\sigma_Y=0.0365$ мм); T_c - критична температура; R_c - крихка міцність (метал зварного шва RPV при флюенсі $36 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$).

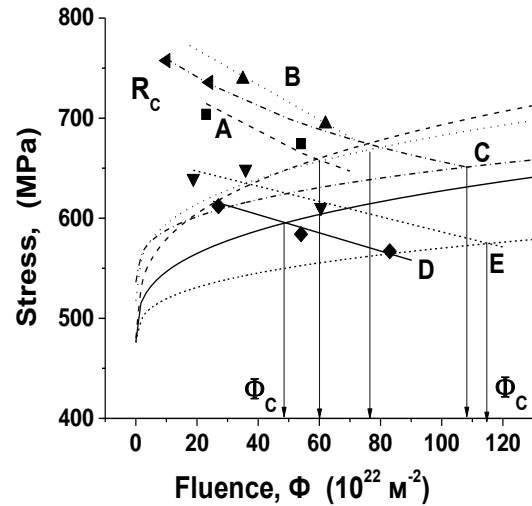


Рис. 2. Залежність границі текучості, σ_Y , крихкої міцності R_c від флюенса для металу зварного шва ВВЕР-1000 (А, В, С, D, Е- позначення реакторів). Температура термошоку $+56^\circ \text{C}$. Φ_c - критичне значення флюенсу; символи на кривих для R_c відповідають флюенсам, для яких проводилась процедура калібрування для визначення параметра λ ; $\beta=0.01 \text{ T}^{-1}$.

Прогнозування терміну експлуатації. Урахування двох складових радіаційного окрихнення, а саме: радіаційного зміцнення та падіння рівня крихкої міцності, дозволяє прогнозувати гранично допустимі рівні флюенса Φ_c . Для цього, в якості міри крихкої міцності опроміненого металу замість величини локального напруження руйнування σ_f доцільно використовувати граничну міцність опроміненого металу R_c при одновісному розтягу. У відповідності до (7) $R_c \approx \sigma_f/j$. В такій постановці критична величина флюенса Φ_c визначається як значення дози опромінення нейтронами, при якій напруження текучості σ_Y опроміненого металу досягає граничної величини R_c , тобто крива радіаційного зміцнення $\sigma_Y = f(\Phi)$ перетинається із залежністю крихкої міцності від флюенса $R_c = f(\Phi)$ (рис.2) Слід підкреслити, що величина R_c визначається для заданих значень ймовірності руйнування і залежить від довжини фронту тріщини B в корпусі реактора, температури T та рівня навантаження K_{IL} при термошоці. Врахування цих залежностей реалізується в описаній вище калібрувальній процедурі (рис 1).

На рис.2 показано залежність границі текучості σ_y та рівня крихкої міцності R_c від величини флюенсу для металу ВВЕР 1000. Величина границі текучості σ_y опроміненої сталі визначалась за результатами стандартних випробувань на одновісний розтяг циліндричних зразків. Для отримання температурних залежностей в'язкості руйнування використовуються результати випробувань зразків з тріщиною. Величина в'язкості руйнування перераховувалась на довжину фронту тріщини $B=150$ mm і визначається з ймовірністю $P=0.05$. Для цього використовувався метод Майстер кривої [13].

На рис 2 наочно показано, що поряд із радіаційним зміцненням, індуковане опроміненням зниження рівня крихкої міцності R_c , значно впливає на величину граничного флюенса Φ_c . Згідно до наведених даних, неврахування цього ефекту, як це робиться в багатьох роботах, призводить до некоректної величини максимально допустимого флюенса ($\Phi_c \gg 100 \times 10^{22} \text{ м}^{-2}$). Слід підкреслити, що встановлене зниження крихкої міцності не супроводжується зміною мікромеханізму руйнування з транс- на інтеркристалітне.

Насамкінець, необхідно підкреслити принципову різницю мікромеханізмів, що спричиняють радіаційне зміцнення та падіння рівня крихкої міцності. В загальному випадку радіаційне зміцнення обумовлено радіаційно-стимульованими змінами мікроструктури (утворення дислокаційних петель та преципітатів), що стійко збільшує опір переміщенню дислокацій. На відміну від цього, зменшення крихкої міцності пов'язане зі збільшенням числа зародкових тріщин, що утворюються в опроміненому металі під час локальної текучості в вершині надрізу.

Висновки:

1. З фізичної точки зору величина локального напруження сколу σ_f визначається двома факторами: максимальною довжиною зародкової тріщини та об'ємною густиною цих тріщин. Перший фактор задає рівень порогового напруження σ_{th} , а другий керує величиною приросту локального напруження сколу, яке обумовлено статистичним локальним масштабним ефектом. Величина цього приросту визначається розмірами «process zone» та об'ємною густиною ρ зародкових тріщин в цій області.

2. Використання уявлень щодо «характеристичного» об'єму V_f , в межах якого напруження та деформації розподілені однорідно, однак величина імовірності ініціювання сколу дорівнює реальним (експериментальним) значенням, дозволяє запропонувати спрощену інженерну версію Локального підходу до сколу. Вибір функції для описання температурної залежності кількості ЗТ в характеристичному об'ємі є ключовим елементом інженерної версії ЛП. Для реакторних сталей температурна залежність для кількості ЗТ в інтервалі температур $-140^\circ\text{C} \dots +100^\circ\text{C}$ може бути апроксимована експоненціальною функцією. Це дозволяє за результатами випробувань зразків свідків з тріщиною шляхом калібрування визначати значення констант в цій функції та розраховувати величину крихкої міцності опроміненої сталі та прогнозувати величину гранично допустимого флюенса.

Література:

1. F. Beremin, A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, Met Trans, A 14 (1983) 2277–2287.
2. A. Pineau, Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications, Int J Fract. 138 (2006) 139–166.
3. A. Pineau, T. Benoot, Advances in cleavage fracture modelling in steels: Micromechanical, numerical and multiscale aspects, C R Physique. 11 (2010) 316–325.
4. C. Berdin, J. Besson (Ed.), S. Bugat et al, Local approach to fracture, Les Presses de l'École des Mines, Paris, 2004.

5. S.R. Bordet, A.D. Karstensen, D.M. Knowles, C.S. Wiesner, A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation, *Eng Fract Mech.* 72 (2005) 435–452.
6. S. Kotrechko, A local approach to brittle fracture analysis and its physical interpretation, *Strength of Materials.* 35, 4 (2003) 334–345.
7. S. Kotrechko, B. Strnadel, I. Dlouhy, Fracture toughness of cast ferritic steel applying local approach, *Theor Appl Fract Mech.* 47 (2007) 171–181.
8. S. Kotrechko, The key problems of local approach to cleavage fracture, *Journal of Theoretical and Applied Mechanics (Warsaw).* 51 (1) (2013) 75–89.
9. S. Kotrechko, S. Mamedov, Multi-scale local approach to cleavage fracture and its applications, 19th European Conference on Fracture (ECF19). - Kazan, Russia, 26-31 Aug 2012. Curran Associates, Inc. 1, (2016) 971–982.
10. S. Kotrechko, Yu. Meshkov, I. Dlouhy, Computer simulation of effect of grain size distribution on Weibull parameters, *Theor Appl Fract Mech.* 35 (2001) 255–260.
11. Yu. F. Balandin, I. V. Gorynin, Yu. I. Zvezdin, and V. G. Markov, Structural materials of nuclear power plants. *Energoatomizdat, Moscow*, 1984, p. 280 (in Russian).
12. S. Kotrechko, V. Gryshchenko, V. Kozak, I. Dlouhy, Method of Threshold Stress Determination for a Local Approach to Cleavage Fracture, *Solid State Phenomena.* 258 (2016) 281–285.
13. VERLIFE, version 2008 - Unified Procedure for Lifetime Assessment of Components and Piping in WWER NPPs during Operation, Project co-funded by the European Commission under the Euratom Research and Training Programme on Nuclear Energy within the Sixth Framework Programme (2002-2006): Report # COVERS-WP4-D4.10 for 2008.